

WEST

☐ Generate Collection

Print

L11: Entry 1 of 2

File: JPAB

Oct 31, 1995

PUB-NO: JP407286256A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 07286256 A

TITLE: PRODUCTION OF NITRIDING STEEL MEMBER EXCELLENT IN FATIGUE STRENGTH

PUBN-DATE: October 31, 1995

## INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

ISHIKAWA, NOBUYUKI

SHIRAGAMI, TETSUO

ISHIGURO, MORIYUKI

KABASAWA, HITOSHI

KUWABARA, YOSHIHIRO

## ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

NKK CORP

KK NIPPON TECHNO

NAGAOKA DENSHI KK

APPL-NO: JP06081587

APPL-DATE: April 20, 1994

INT-CL (IPC): C23 C 8/26; C22 C 38/00; C22 C 38/24

## ABSTRACT:

PURPOSE: To produce a nitriding steel member excellent in fatigue strength, at the time of subjecting a steel having a specified compsn. to gas nitriding treatment, by prescribing the starting temp. and finishing temp. of the nitriding treatment to specified ranges and continuously raising its temp. therebetween.

CONSTITUTION: A steel contg., by weight, 0.10 to 0.30% C, 0.5 to 1.5% Cr, 0.2 to 1.0% Mo, 0.1 to 0.5% Al and 0.1 to 0.5% V is charged to a gas nitriding furnace having an N<sub>2</sub>-NH<sub>3</sub>-CO<sub>2</sub>, atmosphere, is heated and is subjected to nitriding treatment. At this time, it is started in the temp. range of 480 to 550°C nitriding treatment starting temp., and while the heating temp. is continuously raised, the nitriding treatment is finished in the temp. range of 560 to 630°C. The nitriding steel member having a deep hardened layer having high surface hardness and having excellent fatigue strength equal to that of a one subjected to carburizing and quenching treatment can be obtd.

COPYRIGHT: (C)1995,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平7-286256

(43) 公開日 平成7年(1995)10月31日

(51) Int.Cl. <sup>5</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 3 C 8/26				
C 2 2 C 38/00	3 0 1 N			
38/24				

審査請求 未請求 請求項の数1 O L (全 5 頁)

(21) 出願番号 特願平6-81587

(22) 出願日 平成6年(1994)4月20日

(71) 出願人 000004123

日本鋼管株式会社

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号

(71) 出願人 591080531

株式会社日本テクノ

埼玉県大宮市大字南中野661番地の3

(71) 出願人 591080542

長岡電子株式会社

新潟県長岡市下條町777番地

(72) 発明者 石川 信行

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(74) 代理人 弁理士 鈴江 武彦

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 疲労特性に優れた窒化鋼部材の製造方法

(57) 【要約】

【目的】 大きなコスト上昇を招くことなく、浸炭焼入れ処理に匹敵する優れた疲労強度を有する窒化鋼部材の製造方法を提供することを目的とする。

【構成】 C: 0.10~0.30wt%、Cr: 0.5~1.5wt%、Mo: 0.2~1.0wt%、Al: 0.1~0.5wt%、V: 0.1~0.5wt% を含有する鋼に対し、処理開始温度が480~550℃、処理終了温度が560~630℃の範囲であり、処理開始から処理終了までを連続的に昇温させる窒化処理を施し、疲労特性に優れた窒化鋼部材を得る。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 C:0.10~0.30wt%、Cr:0.5~1.5wt%、Mo:0.2~1.0wt%、Al:0.1~0.5wt%、V:0.1~0.5wt%を含有する鋼に対し、処理開始温度が480~550℃、処理終了温度が560~630℃の範囲であり、処理開始から処理終了までを連続的に昇温させる窒化処理を施すことを特徴とする、疲労特性に優れた窒化鋼部材の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】本発明は優れた疲労強度が要求される歯車等の機械構造部品に適した、疲労特性に優れた窒化鋼部材の製造方法に関する。

## 【0002】

【従来の技術】機械構造用鋼の疲労強度向上のための表面硬化処理方法の一つとしてガス窒化処理がある。このガス窒化処理は、同じ表面硬化処理方法である高周波焼入や浸炭焼入に比べて熱処理歪が小さいため、寸法精度が要求される機械構造部品の表面硬化処理方法として有効な手段である。

【0003】窒化処理用鋼材としては、従来からJIS SACM645や、JIS SCM435等が使用されている。しかし、SACM645は表面硬度がHv1000程度と硬すぎる上、表面に脆い化合物層が形成されるため、高い疲労強度は得られない。また、SCM435も十分な硬化層深さが得られないため、やはり高い疲労強度は得られない。

【0004】そこで、疲労強度の改善を目的として、特開平4-45244号公報、特開平4-66646号公報、特開平5-25538号公報等において、Cr-Mo-V鋼を基本とした高疲労強度の窒化用鋼又は軟窒化鋼が提案されている。また、特開昭63-93821号公報には窒化処理後にショットピーニングを施す方法が開示されており、特開平2-204463号公報にはイオン窒化により2段階の窒化処理を施す方法が開示されている。

## 【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、特開平4-45244号公報、特開平4-66646号公報に開示されている窒化用鋼は、Cr、Mo、Vの複合添加により硬化層深さが大きくなるが、Al含有量が低く窒化処理後の表面硬さが低いために、疲労強度が未だ不十分である。

【0006】また、特開平5-25538号公報に開示されている軟窒化用鋼は、0.5%以下のAlを含有しているために軟窒化処理後の表面硬さが高く、疲労強度も高くなっている。しかし、この技術は従来から行われている一定温度での軟窒化処理を採用しており、十分な硬化層深さが得られず、また表層部に厚い化合物層が形

成するため、浸炭焼入れ処理材に比較して疲労強度が劣る。

【0007】また、特開昭63-93821号公報に開示された方法は、ショットピーニングという別工程を付加する必要があり、さらに特開平2-294463号公報に開示された方法はイオン窒化という高価な方法を用いる必要があり、いずれもコストアップにつながるという問題点がある。

【0008】本発明は、かかる事情に鑑みてなされたものであって、大きなコスト上昇を招くことなく、浸炭焼入れ処理に匹敵する優れた疲労強度を有する窒化鋼部材の製造方法を提供することを目的とする。

## 【0009】

【課題を解決するための手段及び作用】本願発明者らは、疲労強度に及ぼす化学成分、組成及び窒化条件の影響を詳細に検討した結果、以下の2つの知見を得るに至った。第1に、歯車のように応力集中を受ける部品での疲労強度を高めるためには、窒化処理後の表面硬度をHv700以上にし、十分な硬化深さを有することが必要である。表面硬度を高めるためには0.1%以上のAlの添加が必須であり、さらにCrを複合添加することにより十分な表面硬度が得られ、Mo、Vの複合添加により大きな硬化層深さを得ることができる。

【0010】第2に、ガス窒化により部品の表面部分に生成する化合物層は非常に脆く、その厚さが厚すぎる場合には容易に剥離し、疲労強度の低下を招く。このような化合物層の生成を抑制する窒化処理方法として従来から2段階窒化法が採用されているが、2段階窒化法では十分な硬化層深さが得られず、また疲労強度も十分ではなかった。これに対し、処理開始温度及び処理終了温度をある特定の温度範囲に規定し、その間を連続的に昇温する方法を適用すれば、化合物が形成されてもすぐに昇温されて化合物層が消滅しやすく化合物層の生成が抑制され、また大きな硬化深さが得られるため、著しく疲労強度が向上される。

【0011】本発明は、このような知見に基づいてなされたものであって、C:0.10~0.30wt%、Cr:0.5~1.5wt%、Mo:0.2~1.0wt%、Al:0.1~0.5wt%、V:0.1~0.5wt%を含有する鋼に対し、処理開始温度が480~550℃、処理終了温度が560~630℃の範囲であり、処理開始から処理終了までを連続的に昇温させる窒化処理を施すことを特徴とする、疲労特性に優れた窒化鋼部材の製造方法を提供するものである。

【0012】以下、本発明の限定理由について説明する。まず化学成分の限定理由について示す。

(1) C:0.10~0.30wt%

Cは強度確保のため必要な元素である。しかし、その量が0.1wt%未満では芯部強度が低くなり過ぎるために十分な硬化層深さが得られず、必要な疲労強度が得ら

れない。一方、0.3wt%を超えると素材強度が高くなりすぎ韌性が劣化し、さらに切削性ないし冷間鍛造性も著しく低下する。従ってC量を0.10~0.30wt%の範囲とした。

【0013】(2) Cr: 0.5~1.5wt%  
Crは窒化処理後の表面硬さを上昇させ及び硬化層深さを増加させる元素である。しかし、その量が0.5wt%未満ではその効果が小さく、1.5wt%を超えると硬化層深さが逆に低下する。従ってCr含有量を0.5~1.5wt%の範囲とした。

【0014】(3) Mo: 0.2~1.0wt%  
Moは窒化処理後の硬化層深さを高め、それによって疲労強度を著しく向上させる元素である。しかし、その量が0.2wt%未満ではその効果が不十分であり、1.0wt%を超えると効果が飽和するばかりでなく素材強度が高くなりすぎ、切削性ないし冷間鍛造性が著しく低下し、またコスト的にも不利である。従ってMo量を0.2~1.0wt%の範囲とした。

【0015】(4) Al: 0.1~0.5wt%  
Alは窒化処理後の表面硬さを高めることで疲労強度を著しく向上させる元素である。しかし、その量が0.1wt%未満では必要な表面硬さが得られず、0.5wt%を超えると硬化層深さに悪影響を及ぼす。従ってAl量を0.1~0.5wt%の範囲とした。

【0016】(5) V: 0.1~0.5wt%  
Vは窒化処理後の硬化層深さを向上させる元素である。しかし、その量が0.1wt%未満ではその効果が不十分であり、0.5wt%を超えて添加してもその効果が飽和すると共にコスト的にも不利になる。従ってV量を0.1~0.5wt%の範囲とした。

【0017】次に、窒化処理条件の限定理由について示す。

(1) 処理開始温度: 480~550℃  
処理開始温度が480℃未満では窒化反応が遅いため有効な硬化深さが得られず、一方、550℃を超えると化合物層厚さが大きくなり、疲労強度に悪影響を及ぼす。従って窒化処理開始温度を480℃~550℃の範囲とした。

【0018】(2) 処理終了温度: 560~630℃  
処理終了温度が560℃未満では窒素の拡散が遅いため有効な硬化深さが得られず、一方、630℃を超えると窒素がより内部まで拡散するため表面硬さが低下し疲労

強度が劣化する。従って窒化処理終了温度を560~630℃の範囲とした。

【0019】(3) 処理開始から処理終了までを連続的に昇温

上述したように、処理開始から終了まで連続的に昇温することにより、低温で化合物が形成されてもすぐに昇温されて化合物層が消滅しやすく、結果として化合物層の生成が抑制され、また大きな硬化深さが得られるため、著しく疲労強度が向上されるからである。なお、本発明では処理開始から処理終了までを連続的に昇温させる限りその態様は限定されないが、直線的に昇温することが好ましい。

【0020】

【実施例】以下、本発明の実施例について説明する。

(実施例1) 表1の組成を有する鋼150kgを真空溶解により溶製し、熱間圧延により厚さ30mmの板にした後、900℃×1時間の焼ならし処理を行い、切欠き係数1.8の切欠きを有する小野式回転曲げ疲労試験片に加工した。その後、表1のNo. 1~14の供試材に対して窒化処理を施した。窒化処理はN<sub>2</sub>-NH<sub>3</sub>-CO<sub>2</sub>雰囲気中のガス窒化炉を用い、図1に示した温度パターンの中で連続的に昇温する方法(傾斜窒化法)にて行った。なお、窒化処理は、処理開始温度: 510℃、処理終了温度: 620℃、処理時間: 20時間の条件にて行った。

【0021】このように窒化処理を施した供試材を用いて小野式回転曲げ疲労試験を行い、繰返し数10<sup>7</sup>回での応力値を疲労強度として求めた。また、窒化処理後の表面硬さ(表面から0.05mm位置の硬さ)及び硬化層深さ(Hvが420になる距離)の測定も行った。その結果を表2に示す。

【0022】なお、表1及び表2において、供試材No. 1~7は本発明例であり、No. 8~14は比較例である。また、No. 15は肌焼鋼として従来より使用されているSCM420に相当する従来例であり、930℃で4時間の浸炭処理後、焼入れし、120℃で2時間の焼戻しという条件の浸炭焼入・焼戻し処理を施した後、表面硬さを測定し、さらに小野式回転曲げ疲労試験を行って疲労強度の測定を行った。

【0023】

【表1】

wt %

No.	C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	V	区分
1	0.19	0.34	0.53	1.13	0.48	0.13	0.19	本 発 明 例
2	0.15	0.26	0.52	0.80	0.52	0.18	0.20	
3	0.23	0.25	0.60	0.95	0.72	0.25	0.15	
4	0.27	0.23	0.80	1.03	0.38	0.28	0.48	
5	0.17	0.30	0.75	0.63	0.50	0.15	0.31	
6	0.25	0.24	1.14	1.45	0.50	0.21	0.26	
7	0.20	0.13	0.72	1.24	0.23	0.45	0.12	
8	0.19	0.30	0.82	1.26	0.38	0.18	0.05	比 較 例
9	0.22	0.26	0.55	1.02	0.48	0.05	0.23	
10	0.21	0.29	0.62	0.72	0.53	0.53	0.20	
11	0.19	0.31	0.52	0.93	0.13	0.17	0.19	
12	0.19	0.32	0.60	0.43	0.62	0.21	0.15	
13	0.18	0.24	0.53	1.78	0.44	0.17	0.20	
14	0.05	0.42	0.75	1.21	0.34	0.19	0.18	
15	0.22	0.26	0.76	0.97	0.16	0.03	-	従来例

【0024】

【表2】

No.	表面硬さ (Hv)	硬化層深さ (mm)	疲労強度 (N/mm <sup>2</sup> )	区分
1	820	0.60	450	本 発 明 例
2	815	0.58	455	
3	840	0.62	465	
4	855	0.53	470	
5	810	0.56	440	
6	830	0.53	445	
7	910	0.51	430	
8	820	0.28	375	比 較 例
9	605	0.52	335	
10	950	0.25	340	
11	775	0.42	375	
12	685	0.34	340	
13	810	0.36	385	
14	765	0.38	360	
15	800	-	425	従来例

【0025】表2から明らかなように、本発明例であるNo. 1～7はいずれも窒化処理後の表面硬さがHv800以上、硬化層深さが0.5mm以上となるために高い疲労強度が得られており、No. 15の浸炭処理材と比較しても疲労強度が優れていることが確認された。

【0026】一方、比較例であるNo. 8はV量が本発\* 40

\* 明で規定する範囲よりも低いために硬化層深さが小さく疲労強度が低かった。またNo. 9はAlが本発明で規定する範囲よりも低いために表面硬度が低く疲労強度も低くなった。No. 10はAl量が本発明で規定する範囲よりも高いために硬化層深さが小さく疲労強度が低かった。No. 11、12はそれぞれMo量、Cr量が本発明で規定する範囲よりも低いために硬化層深さが小さく疲労強度が低かった。No. 13はCr量が本発明で規定する範囲よりも高く、高い表面硬度が得られるが、硬化層深さが小さいため疲労強度が低かった。さらにNo. 14はC量が本発明で規定する範囲よりも低いため硬化層深さが小さく疲労強度も低かった。

【0027】(実施例2)次に、No. 1の組成を有する鋼を用いて実施例1と同様に切欠き係数1.8の切欠きを有する小野式回転曲げ疲労試験片に加工し、図1に示す3つの温度パターンを用い、表3に示す条件で処理時間20時間の窒化処理を施した。そして、これら供試材について疲労試験を行った。この際の窒化処理後の表面硬さ、硬化層深さ、化合物層厚さ(表面に形成された窒化物層の厚さ)、及び疲労強度を併せて表3に示す。なお、記号A～Dは本発明例であり、記号E～Lは本発明の窒化処理条件から外れる比較例である。

【0028】

【表3】

記号	窒化方法	処理開始 温度(℃)	処理終了 温度(℃)	表面硬さ (HV)	硬化層深さ (mm)	化合物層 厚さ(μm)	疲労強度 (N/mm <sup>2</sup> )	区分
A	傾斜法	510	620	820	0.55	4	450	本発明例
B	傾斜法	530	610	845	0.53	6	462	
C	傾斜法	490	605	870	0.50	5	430	
D	傾斜法	500	580	890	0.44	7	415	
E	傾斜法	470	610	905	0.40	7	380	比較例
F	傾斜法	560	620	830	0.35	17	315	
G	傾斜法	490	550	910	0.38	8	345	
H	傾斜法	540	650	575	0.40	15	300	
I	二段法	510	620	803	0.30	3	330	例
J	二段法	510	560	865	0.28	5	345	
K	一段法	510	-	880	0.35	18	320	
L	一段法	580	-	803	0.42	21	335	

【0029】表3から明らかなように、本発明例である記号A～Dはいずれも、表面硬さ、表面層深さが大きく、化合物層厚さが小さいために高い疲労強度を有していることが確認された。

【0030】これに対して、記号E～Hは傾斜窒化法を採用しているが、処理開始温度又は処理終了温度が本発明の範囲から外れており、表面硬さ、硬化層深さ又は化合物層厚さのいずれかが不十分であった。

【0031】記号I、Jは二段窒化法を採用したものであり、化合物層厚さは小さいが、硬化層深さが小さいため、疲労強度が低かった。記号K、Lは最も一般的な一段の窒化法を採用したものであり、硬化層深さが十分ではなく、また化合物層厚さが厚すぎるため、疲労強度\*

\*が低かった。

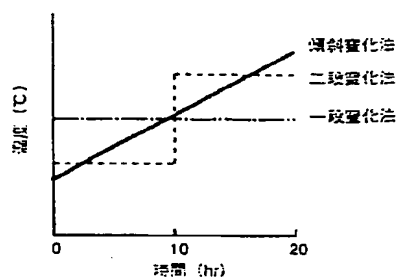
【0032】

【発明の効果】以上のように本発明によれば、特定の組成の鋼材に対し、処理開始温度と処理終了温度とを特定温度範囲に規定すると共にその間を連続的に昇温することにより、化合物層の生成が非常に少なく、かつ高い表面硬さ及び大きな硬化層深さが得られるため、大きなコスト上昇を招くことなく、浸炭焼入れ処理に匹敵する優れた疲労強度を有する窒化鋼部材を得ることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明及び比較例における窒化処理の温度パターンを示す図。

【図1】



フロントページの続き

(72)発明者 白神 哲夫  
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日  
本鋼管株式会社内

(72)発明者 石黒 守幸  
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日  
本鋼管株式会社内

(72)発明者 梶澤 均  
埼玉県蓮田市大字関戸2358番地の1 株式  
会社日本テクノ内

(72)発明者 桑原 美博  
新潟県長岡市下条町777番地 長岡電子株  
式会社内